

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 63096248
PUBLICATION DATE : 27-04-88

APPLICATION DATE : 14-10-86
APPLICATION NUMBER : 61242058

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : AKISUE OSAMU;

INT.CL. : C22C 38/12 C22C 38/00

TITLE : BAKING HARDENABLE HOT ROLLED STEEL SHEET

ABSTRACT : PURPOSE: To provide a hot rolled steel sheet having superior press workability without requiring special hot rolling conditions, by specifying the amounts of C, Mn, N and Nb and restricting the amounts of Si, S and sol. Al.

CONSTITUTION: The compsn. of a baking hardenable hot rolled steel sheet subjected to painting and baking after press working is composed of 0.010–0.025% C, $\leq 0.05\%$ Si, 0.10–0.70% Mn, $\leq 0.020\%$ S, $\leq 0.008\%$ sol. Al, 0.0015–0.0030% N, 0.01–0.05% Nb and the balance Fe with inevitable impurities. By the compsn., a hot rolled steel sheet having superior BH properties (increased yield point) and strength can be provided at a conventional coiling temp. without requiring strictly controlled hot rolling conditions.

COPYRIGHT: (C)1988,JPO&Japio

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭63-96248

⑬ Int. Cl.

C 22 C 38/12
38/00

識別記号

3 0 1

庁内整理番号

W-7147-4K

⑭ 公開 昭和63年(1988)4月27日

審査請求 未請求 発明の数 1 (全5頁)

⑮ 発明の名称 焼付け硬化性熱延鋼板

⑯ 特 願 昭61-242058

⑰ 出 願 昭61(1986)10月14日

⑱ 発 明 者 久 保 弘 兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社
広畑製鐵所内

⑲ 発 明 者 織 田 昌 彦 兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社
広畑製鐵所内

⑲ 発 明 者 秋 末 治 兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社
広畑製鐵所内

⑳ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

㉑ 代 理 人 弁理士 矢野 知之 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

焼付け硬化性熱延鋼板

2. 特許請求の範囲

C : 0.010 ~ 0.025%

S i : ≤ 0.05%

M n : 0.10 ~ 0.70%

S ≤ 0.020%

P : A l ≤ 0.008%

N : 0.0015 ~ 0.0030%

N b : 0.01 ~ 0.05%

残部 F e および不可避免的不純物を含有したことを
特徴とする焼付け硬化性熱延鋼板。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は焼き付け硬化性のすぐれた熱延鋼板に
係り、さらに詳しくは、熱延ままでプレス加工性
に富み、プレス加工後の塗装焼付処理をおこな
った後では、降伏点が上昇して疲労強度が著しく向
上するプレス加工用熱延鋼板に係るものである。

(従来の技術)

従来熱延鋼板は、穴抜き加工をはじめ簡単な絞り
加工、張り出し加工などの成形を必要とする用
途に使用されてきたが、近年熱延鋼板の用途分野
においても、自動車の例えば足廻りメンバー類な
どでは部品数の低減、部品形状の多様化に伴な
い、①複雑かつ苛酷な加工に耐え得る冷延鋼板に
匹敵する優れた成形性を要求される傾向にある。
加えて、自動車の安全性向上、燃料費の節減の要
求に応じて、②従来の軟鋼板に代わって強度の高
い鋼材が要請されるようになってきた。

一般に鋼材は強度の上昇につれて、加工性が劣
化するため、強度と加工性の両者を満足するため
には特別の工夫が必要であり、プレス成形時には
軟鋼板に近い強度であるが、プレス成形後の塗装
乾燥ライン(一般に170℃~200℃)を通すこと
により生ずる降伏点の上昇(以下BH性と称す)を
利用して、完成品の降伏強度を高める方法が最も
適するものと考えられる。

これは、フェライト中に固溶するC、Nと鋼中

の転位との相互作用に起因する歪時効硬化性を利用するものであるが、熱延鋼板は強度部材、保安部材として、自動車が衝突した場合の衝撃エネルギーの吸収を要求される部品に用いられることから、BH性は概ね 7Kg/mm^2 以上の大巾な上昇が必要となる。

従来のリムド鋼やキャップド鋼のような、フェライト中に固溶したNを有した鋼種は、この降伏点の増大を満足するものであるが、ほぼ完全な未脱酸鋼であるために、酸化物系の介在物が非常に多く延性が劣ること、また鋼塊部位別の材質バラツキが過大なため、最近の苛酷な成形、材質の安定化要求に耐え得るものではない。

また、一般に連続鋳造法により鋳片を製造する場合、ピンホール等の欠陥のない性状の良好な鋳片を得るためには、注入溶鋼をキルド化することが必要であり、このため通常Alを多量に添加して、脱酸を図ったAlキルド鋼が、従来よりプレス加工用熱延鋼板として供されている。このAlキルド鋼は、酸化物などの非金属介在物はリムド鋼よ

の形状が著しく損なわれ易くなること、冷却制御が困難で冷却むらが生じ易く、一般に巾方向、長さ方向の材質バラツキが大きくなること、鋼種によっては焼きがはいり易くなり、また急冷に伴ない鋼中の転位が増加するなどのために、硬化し延性が劣化し易いこと、更には変形抵抗が大きい(低鋼のため)ため、巻取り時の電力消費が嵩み、経済性を損なうこと、また巻取り能力の大きい製造ラインにしか適用できない等の難点があった。

このような事情から、特別厳格な熱延条件を必要とせず、通常の巻取温度領域で製造でき、しかも特殊な合金元素の添加なしで、優れた加工性と強度を有する熱延鋼板の製造法が待ち望まれていた。

(発明が解決しようとする問題点)

本出願人は既に特開昭60-113154により、 $C: 0.008 \sim 0.025\%$ 、 $Si < 0.005\%$ 、 $Mn: 0.10 \sim 0.70\%$ 、 $S < 0.020\%$ 、 $sol. Al < 0.008\%$ 、 $N: 0.0015 \sim 0.0030\%$ 、残部Feおよび不可避免的不純

り少なく、加工性は比較的良好であるが、鋼中のNをAlNとして固定する傾向があるため、十分なBH性が得られず、また微細に析出したAlNが熱延鋼板の最も重要なプレス加工性の1つである打抜き穴拡張加工において、有害な作用を及ぼすため、最近の苛酷な成形に対して必要十分とはいえない。

この穴拡張性を改善するものとして、最近例えば、特公昭58-14858号公報にみられるが如く、Alキルド鋼をベースにして、Ti、Crなどの元素を添加する方法が提案されている。しかしながら、この方法は穴拡張性は良いが、Tiが鋼中のNのみならずCをほぼ完全に固定してしまうため、BH性は著しく小さく、前述の①、②の要請を同時に満足するものではない。

更に、例えば特公昭57-42125号公報にみるが如く、熱間圧延後に急速冷却、極低温巻取をすることにより、焼付け硬化に必要な固溶Cを確保し、BH性を増大させようとする提案もなされているが、ランアウトテーブルでの急冷のため、コイル

を含有した鋼板を提案した。これは、固溶Cと固溶Nを有意に適量残すべく、C、N、 $sol. Al$ 量を添加した熱延鋼板として良好なプレス加工性と同時に、高いBH性を有するプレス加工用熱延鋼板である。

しかし、この発明による鋼板は強度元素であるMn%の上限はプレス加工性を劣化させるものでおさえてあるので、引張強さ 28Kg/mm^2 級のもので、より強度の高い鋼板の要求にはこたえられない。本発明は引張強さ 28Kg/mm^2 超級のBH性の高いプレス加工用熱延鋼板を提供することを目的とするものである。

(問題点を解決するための手段)

本発明は、溶鋼の成分組成、連続鋳造技術等について種々の検討を重ねた結果、高強度で疲労性能の優れた、良好なプレス成形性と同時に高い焼付け硬化性を有するプレス加工用熱延鋼板を経済的に提供するものである。

その要旨は、 $C: 0.010 \sim 0.025\%$ 、 $Si \leq 0.05\%$ 、 $Mn: 0.10 \sim 0.70\%$ 、 $S \leq 0.020\%$ 、 $sol. Al \leq$

0.008%, N: 0.0015~0.0030%, Nb: 0.01~0.05%, 残部 Fe および不可避的不純物を含有した、通常の熱延条件で圧延し、300~700℃の巻取り温度範囲で製造するものである。これは、Nb を添加することによって熱延後冷却中の変態時に Nb(CN) を析出せしめることによって強度を高め、更に巻取冷却後の固溶 C と固溶 N を有意に過剰残すべく、C, N, sol. Al 量を添加し、熱延後の巻取り温度を制御することによりプレス加工性と強度を調整したものである。

以下本発明について詳細に説明する。鋼の強度を延性を劣化させることなく高める方法として良く知られているように、1) マルテンサイト、ベイナイト変態組織によって強化する方法、2) Nb, V, Ti 炭窒化物による析出強化がある。ここでは、母材の強度が高い上に更に BH 性を確保する方法が必要である。上記 1) のマルテンサイト、ベイナイト変態組織によって強化する方法は、特公昭 57-42125 号がこれにあたるが、前述のようにいくつかの弱点がある。また Ti 添加による方法は、

Nb 添加量 0.05% × C の原子量 12.0

÷ Nb の原子量 92.9 = 0.008%

である。この Nb による C の固定量以上であれば固溶 C を確保できる。しかし C < 0.010% の範囲では C の絶対量が少なく良好な BH 性を示さないの、C は 0.010% 以上必要である。また C が 0.025% を超える場合にも鋼中のセメンタイトが増加し、このセメンタイトを析出核として固溶 C が析出してしまい、BH 性が著しく低下するため、加工性、BH 性の両面から考えて、C 量を 0.010~0.025% の範囲に設定する必要がある。

しかし、C をこの範囲に調整し、固溶 C のみを利用した方法では、十分な BH 性が得られず、sol. Al, N を調整することにより、固溶 N を活用する必要がある。即ち、第 1 図は N を 0.0015~0.0030% 含有した鋼を熱間圧延し、800℃で巻取った後、1.0% の調質圧延を施した熱延鋼板の BH 性を示すものである。ここでいう BH 性とは、2% 引張強り歪時の応力と、それを 170℃で 20 分の時効を行った後の降伏応力の差をいう。

前述のように Ti が鋼中の N のみならず C をほぼ完全に固定してしまうため、BH 性は著しく小さい。V 添加による方法は強度をたかめるために大量の V を加えなくてはならず経済的でないのでホットストリップミルではあまり利用されていない。

そこで Nb に注目して種々の実験をおこない検討を加えた結果、Nb は析出強化によって強度を高めると同時に固溶 C、固溶 N を確保し BH 性を高めることができる事がわかった。即ち、Nb は熱間圧延後の変態に際して、 γ/α 変態界面に沿って点列状あるいは変態後の α マトリックス中に Nb(CN) として析出し、著しい強化をもたらす。この強度上昇に有効にきく Nb 添加量は γ 中への固溶の点から 0.05% が上限である。Nb の添加量が少なすぎると、溶鋼中の酸素と結びついて強度に有効な Nb がなくなるので下限を 0.01% とした。そこでこの強度上昇に有効にきく Nb 添加量の上限 0.05% を添加すると、化学量論的に C と結びつく量は

ここで ● は sol. Al ≤ 0.008% の低 Al 鋼であり、○ は sol. Al が 0.01~0.10% の通常の Al キルド鋼の場合である。第 1 図から本発明鋼は、BH > 7 Kg/mm² と極めて高い BH 性を示すことが分かる。

このように本発明鋼が、高い BH 性を示す原因および成分の限定理由は、以下の如きである。

Al は AlN として鋼中の自由な N を固定する傾向があるため、通常の Al キルド鋼のように sol. Al が高い成分では固溶 N が有効に利用できない。従って、BH 性の点から Al は 0.008% 以下にすることが必要である。

また N は少なすぎると十分な BH 性が得られず、多すぎると時効による延性の劣化が過大となり、プレス性が損なわれるため、0.0015~0.0030% の範囲にすることが肝要である。

また Si は多すぎると、酸化物系介在物が増加し、加工性を劣化させるとともに、スケールが発生し易くなり表面性状を損なうため 0.05% 以下に制限した。

Mn は、少なすぎると S による延性阻害の影響

を除去できなくなり、また多量に添加すると硬化してプレス成形性が劣化するため0.10~0.70%とした。

Nbは強度元素として添加するもので、熱間圧延後の変態に際して、 γ/α 変態界面に沿って点列状あるいは変態後の α マトリックス中にNb(CN)として微細に析出し著しい強化をもたらす。前記の如くNbを0.05%添加して化学量論的にCと結びつく量は、 $0.05\% \times 12.0/92.9 = 0.006\%$ でそれ以上添加してあれば、固溶Cは確保されBH性が高くなる。Nbの添加量が少なすぎると溶鋼中の酸素と結びついて強度に有効なNbがなくなるので下限を0.01%とした。また多すぎると強度上昇に有効でなくなるため0.05%以下とした。

以上の如き調整された本発明の鋼は、材質の劣化を防止するため、Ar₃変態点以上で圧延すべきであり、この温度確保が可能であれば、連続製造後スラブを加熱炉に装入することなく直接熱間圧延に供してもよいことはいうまでもない。

取った。次いで酸洗し、1.0%の調質圧延を施した後、材質試験を行った。第2表にその結果をしめす。

第1表のA、B、Cは本発明鋼であり、材質試験結果を第2表のA1、A2、A3、B1、C1に示す。これによると引張強度は35Kg/mm²以上あり、BH性は降伏点は7Kg/mm²以上で、疲労限は2Kg/mm²で、しかも自然時効はなく伸びも大きい非常に優れた鋼であることがわかる。

それに対し比較鋼では、sol.Al%が高めに外れたD鋼はBH性小さいこと、C%範囲が上、下限外れたE鋼、F鋼およびN%範囲が低めに外れたG鋼もBH性小さい。またN%範囲が高めに外れたH鋼は、自然時効による伸びの劣化が著しく、Nb添加のないI鋼は強度が低い。更に、従来鋼J鋼、K鋼はBH性が十分な値ではない。

巻取温度は目的とする強度によって300~700℃での工業的な温度範囲の任意の値をとることができる。

またコイルに巻取った後、形状矯正を目的とする調質圧延は2.0%以下の範囲にすることが重要である。即ち、BH性は前述したように、固溶C、固溶Nと転位の相互作用によるものでありBH性をあげるには、本発明の鋼板は固溶C、固溶Nを十分確保してある。そのために調質圧延率が2.0%以上になると過剰の転位が導入され、プレス成形まで長期間放置されるような場合には、固溶C、固溶Nの転位に対する拘束が著しく高くなるため、延性劣化が増大し、プレス成形が困難となるからである。

(実施例)

100t転炉で第1表の如き成分をもった鋼を溶製し、連続製造を経て、250mm厚のスラブとした。このようにして得られた健全なスラブを、1250℃に加熱後、2.0mmまで熱間圧延し、Ar₃変態点以上の800℃で仕上げ、400~600℃で巻

表 1

No	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	(wt %)	
									本発明鋼	比較鋼
A	0.017	0.008	0.22	0.011	0.008	0.007	0.0017	0.018	従来鋼	tr
B	0.021	0.010	0.50	0.012	0.008	0.008	0.0019	0.021		
C	0.017	0.025	0.85	0.009	0.004	0.007	0.0021	0.032		
D	0.015	0.008	0.20	0.010	0.008	0.037	0.0015	0.015		
E	0.033	0.022	0.21	0.013	0.008	0.006	0.0021	0.015	従来鋼	tr
F	0.008	0.081	0.18	0.012	0.012	0.007	0.0020	0.021		
G	0.016	0.016	0.23	0.015	0.011	0.008	0.0010	0.023		
H	0.019	0.008	0.20	0.010	0.008	0.005	0.0045	0.015		
I	0.010	0.007	0.22	0.008	0.012	0.007	0.0014	tr	従来鋼	tr
J	0.038	0.011	0.30	0.009	0.003	0.081	0.0018	tr		
K	0.038	0.027	0.38	0.012	0.005	0.057	0.0016	tr		

(発明の効果)

本発明によると、特別厳格な熱延条件を必要とせず、通常の巻取温度領域でBH性と強度の優れた熱延鋼板を製造できる。

4. 図面の簡単な説明

第1図はNを0.0015~0.0030%含有した鋼を熱間圧延し、800℃で巻き取った後、1.0%の調質圧延を施した熱延鋼板のBH性を示すものである。

特許出願人 代理人

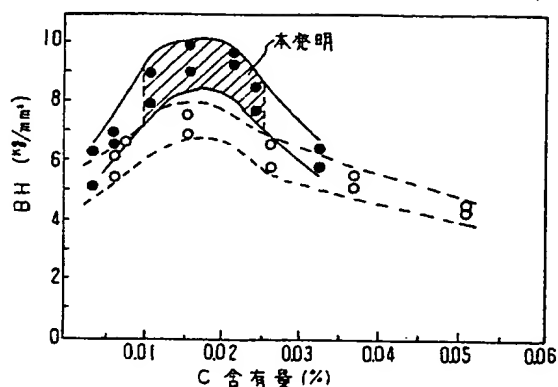
弁理士 矢 野 知 之

(ほか1名)

第 2 表

NO	熱延 巻取温度 (°C)	引 張 試 験 値			焼 付 破 化 量		自然時効量 伸び劣化 (%)
		Y.P. (Kg/mm ²)	T.S. (Kg/mm ²)	EI (%)	焼付点上昇 (Kg/mm ²)	焼付点上昇 (Kg/mm ²)	
A1	850	26.2	35.0	44	8.9	2.8	12以下
A2	800	26.1	35.1	45	9.8	2.4	12以下
A3	420	28.3	38.6	45	9.8	2.4	12以下
B1	810	26.2	35.7	44	8.5	2.3	12以下
C1	800	30.3	40.1	43	9.0	2.1	12以下
D1	800	25.7	35.5	46	6.9	1.3	12以下
E1	810	27.2	39.2	42	8.0	0.1	12以下
F1	800	24.9	34.9	47	6.1	0.2	12以下
G1	820	28.0	35.1	45	5.5	0.2	12以下
H1	800	28.5	35.4	42	10.2	2.9	4%
I1	810	21.8	31.9	51	9.2	2.3	12以下
J1	800	25.5	34.5	44	5.4	0.3	12以下
K1	800	28.5	40.3	41	5.6	0.3	12以下

第 1 図



THIS PAGE BLANK (USPTO)